

# **ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБРАБОТКИ НА ТЕМПЕРАТУРНЫЕ ИНТЕРВАЛЫ РАСПАДА МЕТАСТАБИЛЬНЫХ ФАЗ ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ НАГРЕВЕ ЖАРОПРОЧНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА**

***Нарыгина И.В., Попова М.А., Степанов С.И.***

*Руководитель – доц., к.т.н. Илларионов А.Г., доц., к.т.н. Демаков С.Л.*

*ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого*

*Президента России Б.Н.Ельцина», г. Екатеринбург*

*i.v.narygina@ustu.ru, m.a.popova@ustu.ru*

Чтобы получить истинную картину формирования структуры и комплекса механических свойств жаропрочных титановых сплавов при их исследовании и подборе режимов термической и термомеханической обработок, основное внимание необходимо уделять не только морфологии и поведению основных фаз –  $\alpha$  и  $\beta$ , но и учитывать морфологию и температурные интервалы выделения интерметаллидных частиц, существенно изменяющих свойства сплавов.

С целью выбора оптимального интервала температур старения жаропрочного титанового сплава системы Ti-8,3Al-2,2Zr-2,1Mo-0,2Si-0,15Fe ( $[Al]_{\text{экв}} = 8,7$ ;  $K_{\beta} = 0,22$ ) с помощью метода дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) были проанализированы тепловые эффекты, наблюдающиеся при непрерывном нагреве горячекатаных прутков диаметром 22 мм, подвергнутых высокотемпературной обработке при 1100 °С с различной продолжительностью выдержки и последующим охлаждением на воздухе.

Ранее методами растровой электронной микроскопии и микрорентгеноспектрального анализа установлено, что варьирование продолжительности выдержки сплава в  $\beta$ -области при температуре 1100 °С приводит к формированию типичной пластинчатой ( $\alpha+\beta$ )-структуры. При этом при длительной выдержке 1 час структура является однородной, тогда как при кратковременной выдержке 10 минут – неоднородной как по морфологии структурных составляющих, так и по распределению химических элементов в твердом растворе матрицы.

При нагреве прутков, предварительно испытавших обработку в  $\beta$ -области, со скоростью 30 °С/мин от 30 до 1100 °С на кривых ДСК наблюдаются два тепловых эффекта: экзоэффект в интервале температур 250...800 °С, а также эндоэффект в интервале 910...1040 °С (рис. 1). Анализ литературных данных [1-3] показал, что наблюдаемый экзоэффект скорее всего связан с процессами распада метастабильного  $\beta$ -твердого

раствора с выделением частиц вторичной  $\alpha$ -фазы, а также вероятным выделением интерметаллидных частиц – алюминидов и силицидов. Конкретные интервалы протекания указанных превращений выделить данным методом не представляется возможным, вследствие их наложения друг на друга и образования единого растянутого в широком интервале температур экзотермического пика. Эндоэффект обусловлен растворением выделившихся ранее частиц, протеканием обратного  $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения, и переходом сплава в однофазное высокотемпературное  $\beta$ -состояние.

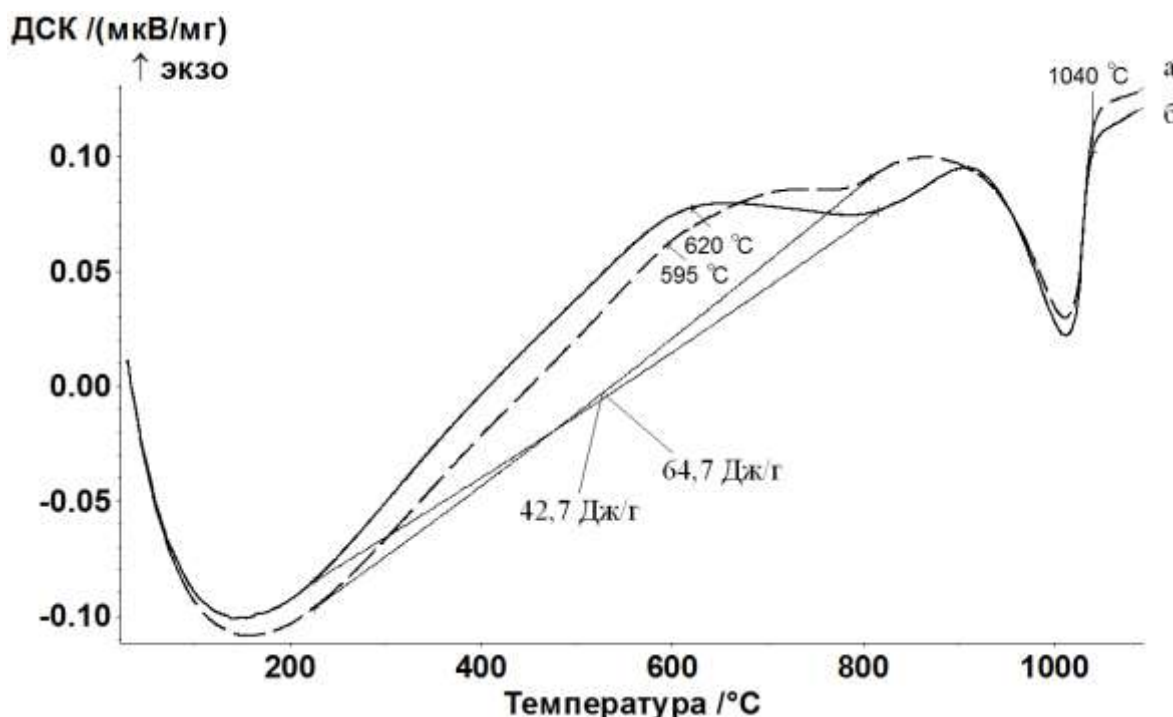


Рис. 1 Термограммы нагрева прутков из исследуемого сплава, подвергнутых высокотемпературной обработке при 1100 °С в течение 10 минут (а) и 1 часа (б) с последующем охлаждением на воздухе

Сравнительный анализ кривых ДСК для сплава, предварительно обработанного при 1100 °С с различными выдержками 10 минут и 1 час, выявил следующее. Более длительные выдержки при указанной обработке обеспечивают формирование более интенсивного экзотермического эффекта с более выраженным максимумом, положение которого смещено в сторону более высоких температур. В частности теплота выделения в результате распада метастабильных фаз составляет 64,7 Дж/г в случае длительной выдержки 1 час и 42,7 Дж/г в случае кратковременной выдержки 10 минут при высокотемпературной обработке; при этом максимальная скорость превращения наблюдается при 620 и 595 °С для длительной 1 час и кратковременной 10 минут выдержек соответственно.

Очевидно, возможной причиной таких изменений при варьировании продолжительности выдержки (10 минут, 1 час) является различие в стабильности фаз, фиксированных в ходе охлаждения при

высокотемпературной обработке. Так согласно данным, полученным ранее, было показано, что с увеличением времени выдержки более полно проходят как гомогенизация  $\beta$ -твердого раствора, так и рекристаллизационные процессы. Это способствует уменьшению дефектности  $\beta$ -матрицы, а значит, и некоторому замедлению последующих процессов выделения вторых фаз на дефектах кристаллического строения, приводя тем самым к смещению максимума в область более высоких температур. Большая стабильность  $\beta$ -твердого раствора (при выдержке 1 час) обуславливает и меньшее стремление сплава к последующим превращениям, способствуя проявлению на кривых ДСК и менее интенсивного экзоэффекта.

Проведенный анализ показал, что распад метастабильных фаз наиболее активно протекает в интервале температур 500...700 °С, кроме того этот интервал согласно данным множества работ [4, 5] охватывает основной температурно-временной интервал второй ступени обработки жаропрочных титановых сплавов. В связи с этим он и был выбран для проведения последующего старения. Время старения выбрано с учетом диаграмм старения [6, 7], построенных для сплавов с близкой системой легирования, чтобы обеспечить при всех температурах старения полное протекание  $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения и выделения интерметаллидных частиц.

Таким образом, для сплава системы Ti-8,3Al-2,2Zr-2,1Mo-0,2Si-0,15Fe, предварительно подвергнутого высокотемпературной обработке при 1100 °С с различной продолжительностью выдержки и последующим охлаждением на воздухе, рекомендовано использование старения в интервале температур 500...700 °С с шагом 50 °С и выдержками от 10 до 85 часов.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках гранта РФФИ-«Урал» №10-03-96073, а также финансовой поддержке молодых ученых УрФУ в рамках реализации программы развития УрФУ.*

#### Список использованных источников

1. Попов А. А. Процессы упорядочения в жаропрочных сплавах титана/ А.А. Попов, Н.Г. Россина, М.А. Попова, А.В. Волков// Титан. 2011. №1. С. 36...42.
2. Ramachandra C. Silicide phases in some complex titanium alloys/ C. Ramachandra, V. Sing – Met. Trans. 1992, A23, №2. P. 689...690.
3. Sridhar G. Structure and properties of near  $\alpha$ -titanium alloys after P-solution treatment and aging at 625 °С/ G. Sridhar, D.S. Sarma// Met. Trans. 1988. A19. № 7...12. P. 1025...3033.
4. Колачев Б. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: учебник для вузов/ Колачев Б. А., Елагин В. И., Ливанов В. А. – 3-е изд., перераб. и доп. М: «МИСИС». 2001. 416 с.
5. Глазунов С.Г. Жаропрочные сплавы на основе титана/ С.Г. Глазунов. М.: Оборонгиз. 1958. 77 с.
6. Попова Л.Е. Диаграммы превращения аустенита в сталях и  $\beta$ -раствора в сплавах титана. Справочник/ Л.Е. Попова, А.А. Попов М.: Металлургия. 1991. 503 с.
7. Materials Properties Handbook. Titanium alloys/ Ed. by Boyr R., Welsch G., Collings E.W.// ASM International. The Material Information Society. 1994. p. 833.